

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-184685

(43)公開日 平成6年(1994)7月5日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 19/05	C			
F 0 1 D 5/28		7825-3G		
// C 2 2 F 1/10	H			

審査請求 未請求 請求項の数10(全 9 頁)

(21)出願番号	特願平5-179112	(71)出願人	593124277 アーベーパー・リサーチ・リミテッド スイス国、チューリッヒ 11、アフォルテ ルンシュトラッセ、52
(22)出願日	平成5年(1993)7月20日	(72)発明者	ハンス・ヨハヒム・レースラー スイス国、ウンターエーレンディンゲン、 ブリュエル、19
(31)優先権主張番号	P 4 2 2 4 3 2 3 : 8	(74)代理人	弁理士 江崎 光史 (外3名)
(32)優先日	1992年7月23日		
(33)優先権主張国	ドイツ(DE)		

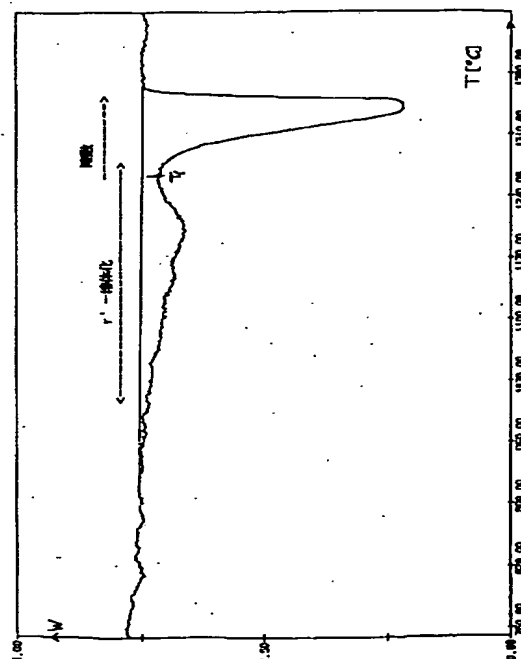
(54)【発明の名称】 析出硬化性ニッケル系超合金およびこの合金を調整凝固された構造用部材の製造の際の材料として使用する方法

(57)【要約】

【目的】 ニッケルのほかにその他の合金成分として少なくともクロム、コバルト、タングステン、アルミニウム、チタンおよびタンタルを含有し、タンタルの含量がチタンの含量の少なくとも1.5倍である析出硬化性ニッケル系超合金。

【構成】 この合金においては、析出硬化によって、 γ -相の物質よりなる周囲のマトリックス中に粒子の形で分布されている γ' -相が形成される。析出硬化の前に γ' -相は、溶体化熱処理によって完全に溶解される。

【効果】 この合金は、調整凝固された部材の製造用に従来技術によるニッケル系超合金に比較して実質的により好適であり、更に後者の合金に比較して著しく改善されたクリープ寿命を有する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 ニッケルのほかにその他の合金成分として少なくともクロム、コバルト、タングステン、アルミニウム、チタンおよびタンタルを含有する析出硬化性ニッケル系超合金であって、重量%において次の組成：

クロム	11. 0～15. 0
コバルト	2. 0～11. 0
タングステン	3. 5～10. 0
アルミニウム	3. 0～5. 5
チタン	3. 5まで
タンタル	4. 0～9. 0
モリブデン	0～3
ジルコニウム	0～0. 05
ホウ素	0～0. 05
炭素	0. 01～0. 15

を有し、そしてタンタルの含量が重量%で表されたチタンの含量の1. 5倍であることを特徴とする上記析出硬化性ニッケル系超合金。

【請求項2】 チタンの含量が少なくとも0. 8重量%であることを特徴とする請求項1による合金。

【請求項3】 タンタルの含量が重量%で表したチタンの含量の多くとも10倍であることを特徴とする請求項1または2による合金。

【請求項4】 重量%で表した次の組成を有することを特徴とする請求項1ないし3のうちのいずれかによる合金：

クロム	11. 5～14. 0
コバルト	3. 0～11. 0
タングステン	5. 0～9. 5
アルミニウム	3. 0～5. 0
チタン	3. 5まで
タンタル	4. 0～8. 0
モリブデン	0～2
ジルコニウム	0～0. 05
ホウ素	0～0. 05
炭素	0. 01～0. 15。

【請求項5】 重量%で表した次の組成を有することを特徴とする請求項4による合金：

クロム	11. 5～14. 0
コバルト	3. 0～11. 0
タングステン	7. 5～9. 5
アルミニウム	3. 1～4. 0
チタン	2. 2～3. 3
タンタル	4. 4～5. 8
モリブデン	0～2
ジルコニウム	0～0. 05
ホウ素	0～0. 05
炭素	0. 01～0. 15。

【請求項6】 重量%で表した次の組成を有することを特徴とする請求項5による合金：

クロム	11. 8～12. 5
コバルト	5. 0～10. 0
タングステン	8. 5～9. 5
アルミニウム	3. 3～3. 7
チタン	2. 7～3. 2
タンタル	4. 8～4. 3
モリブデン	0～2
ジルコニウム	0～0. 03
ホウ素	0. 005～0. 03
炭素	0. 02～0. 10。

【請求項7】 重量%で表した次の組成を有することを特徴とする請求項6による合金：

クロム	11. 5～14. 0
コバルト	3. 0～11. 0
タングステン	5. 0～7. 0
アルミニウム	3. 6～4. 8
チタン	1. 4～2. 4
タンタル	5. 6～7. 3
モリブデン	0～2
ジルコニウム	0～0. 05
ホウ素	0～0. 05
炭素	0. 01～0. 15。

【請求項8】 重量%で表した次の組成を有することを特徴とする請求項7による合金：

クロム	11. 8～13. 0
コバルト	5. 0～10. 0
タングステン	5. 5～6. 3
アルミニウム	3. 9～4. 4
チタン	1. 7～2. 2
タンタル	6. 4～7. 0
モリブデン	0～2
ジルコニウム	0～0. 03
ホウ素	0. 005～0. 03
炭素	0. 02～0. 10。

【請求項9】 合金が析出硬化によって得られた、 γ -マトリックス格子およびその中に包含された、析出硬化の前に溶体化処理によってほとんど完全にマトリックス中に溶解されている γ' -析出物を有する組織を有することを特徴とする請求項1ないし8のうちのいずれかによる合金。

【請求項10】 請求項1ないし9のうちのいずれかによる合金を、特にガスタービンの回転羽根のような調整凝固された構造用部材の製造の際の材料として使用する方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ニッケルのほかにその他の合金成分として少なくともクロム、コバルト、タングステン、アルミニウム、チタンおよびタンタルを含有する析出硬化性ニッケル系超合金に関する。本発明は、

また上記の合金の好ましい用途にも関する。

【0002】

【従来の技術】本発明においては、例えば、据置型のガスタービンにおいて硫黄を含有する燃焼ガスと接触する際の十分な耐食性を保証するために必要とされるような >10 重量%のクロム含量を有する合金について米国特許第3,459,545号、同第3,619,182号または同第4,957,703号からほぼ明らかなような従来技術が参照される。

【0003】米国特許第3,459,545号に記載されているような合金は、しばしばガスタービンの回転羽根用の材料として使用される。この合金は、高温における極めてすぐれた耐食性を有する点において卓越している。これはなかなく約16重量%というこの合金の比較的高いクロム含量によるものである。しかしながら、高いクロム含量は、同時にまたクリープ強さを低下させる。据置型のガスタービンにとって典型的なものである $150\text{MPa}/50,000\text{h}$ という負荷の場合には、この合金の耐え得る金属温度は、約 820°C に制限される。

【0004】米国特許第3,619,182号および同第4,957,703号に記載されそして同様にガスタービンの回転羽根用の材料として使用されるニッケル系超合金は、クロム含量が比較的低いゆえに、約 850°C の温度においてこの回転羽根用材料を使用することを可能にする耐クリープ性を示す。クロム含量を約10重量%以下に更に減少させることによって耐熱性を更に高めることは、腐食性の媒質中において使用する場合には不可能である。何故ならば、保護の酸化クロム被覆層を形成するための十分なクロム蓄積が存在しなければならぬからである。

【0005】しかしながら、ニッケル系超合金よりなる部材の使用温度は、調整凝固(gerichtetes Erstarren)によって更に上昇せらる。その際、上記の調整凝固によってもたらされた好ましい方向に反して拡張された粒子限界(Korngrenzen)が除去され、そして凝固条件は、この好ましい方向が部材の主要負荷方向に一致するように選択される。しかしながら、通常の種類の材料からおそらく冷却可能のガスタービンの回転羽根のような特に中空の部材を製造する場合には、凝固の過程に、しばしば縦の粒子限界(Laengskorngrenzen)に沿ってひび割れが生じて、この材料を使用不可能にする。その原因は、ニッケル系超合金の種々の膨張係数により、そして中空の部材を製出するために必要とされるセラミック粒子によって生じ、そして材料から塑性変形によっては十分な程度には除去されない熱的ひずみである。

【0006】ジャーナル・オブ・メタルス(Journal of Metals)1971年7月号第38-40頁に記載されたダール(D. N. Duhi)およびサリヴァン(C. P. Sullivan)の論文“カラム状粒子ニッケル系超合金の機械的性質に

対するハフニウム添加の効果について(Some effects of hafnium additions on the mechanical properties of a columnar-grained nickel-base superalloy)”によれば、ハフニウムの添加によってニッケル系超合金の横方向の延性が改善されることができ、それはひび割れする傾向をそれ相応に減少せしめる。しかしながら、それによって、 γ' -析出物の完全な溶解が溶体化熱処理の間にもはや不可能である限り、ニッケル系超合金の融点が低下する。これによって、耐クリープ性の減少がもたらされ、そして調整凝固の有利な効果が少なくとも部分的に再び相殺される。もう一つの問題は、ハフニウムは、ニッケル系超合金を製造する際に受入れる型の外皮の材料と反応する傾向があるという点にある。特に、大きな部材の場合には、凝固の過程の間にハフニウムが乏しくなるので、横方向の延性の十分な改善がもはや保証されない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明の解決すべき課題は、従来技術によるニッケル系超合金に比較して、調整凝固された部材の製造にとって本質的によりすぐれて適しており、そして高温における耐クリープ寿命が前者の超合金に比較してより改善されているニッケル系超合金を提供することである。

【0008】本発明によるニッケル系超合金は、従来技術による匹敵するニッケル系超合金に比較してより改善された鑄造性およびより高いクリープ寿命によって卓越している。改善された鑄造性は、驚くべきことには、ハフニウムを添加することなく出現し、そしてその際更に従来は調整凝固される型においては作製されなかった部材が今や調整凝固せらるるかまたは例えばより効果的な冷却概念が実現せらるることを利用することができ、このことは両方の場合においてクリープ寿命の改善をもたらす。それ故、本発明によるニッケル系超合金から製造され、そして高温に曝される、特にガスタービンの回転羽根のような部材は、機械的荷重および温度の同じ条件下において、対応する寸法の従来技術によるニッケル系超合金の部材に比較して数倍高い寿命を示す。

【0009】

【課題を解決しようとする手段】本発明によるニッケル系超合金のこれらの予期し得ない有利な効果は、おそらくチタン含量の減少およびタンタル含量の増加によって合金組織の特にすぐれた安定性が現れるということに起因する。これはまた、溶体化焼なましの間に周囲の γ -マトリックス中への γ' -析出物の完全な溶解性の結果でもある。この完全に溶解するという可能性は、驚くべきことには、タンタル対チタンの重量比が1.5という値を超えると直ちに現れる。タンタルの含量ならびに場合によってはタングステンの含量もまた増加することによって、組織安定性およびクリープ強度が更に改善される。しかしながら、チタン含量を比較的低くすることに

よって、脆いNi₃Tiを含有するエータ相の出現もまたおおよそ回避される。それによって長手方向の粒子境界面(Laengskorngrenzen)に沿ったひび割れの生成への核の出現が避けられ、そのことは鑄造性を実質的に改善する。

【0010】更に、鑄造性の改善は、製造の際の調整凝固された部材がもはや小斑点(freckles)を形成し得ないということによっても明らかである。そのような「小斑点」は、真珠のモール状に並列した等軸状粒子である。それらは、樹枝状溶融物中のチタンの富化と関係する不安定な液体層(下方の軽質層、上方の重質層)中に発生する。タンタル含量の増加(タンタルは重質でありそして同様に樹枝状に富化する)ならびにチタン含量の減少によって、「小斑点」の形成は、著しく減少し、そしてそれによって鑄造性が著しく改善される。

【0011】従来技術による合金は、マトリックス格子の格子定数aと上記マトリックス中に含有されたγ'-析出物の格子定数との間の高い正の嵌合欠損(Fehlpassung) $\delta a = (a' - a) / a$ を示す。これは、γ'-相の格子を拡げるチタンおよびタンタルの比較的高い含量の結果であり、そしてまたγ-マトリックスの格子を拡げるタングステンの比較的低い含量の結果である。チタンの

含量の減少によって、高い嵌合欠損 δa が著しく低下する。これによって、本発明による合金にとって、2つの全く本質的な利点が得られる。すなわち、一方では合金の調整凝固の際にひび割れする傾向をそれによって減少せしめ延性が向上する。何故ならば、誘導された応力が塑性変形によって減少されうからである。他方において、僅かな嵌合欠損においてγ'-析出物の拡大運動が緩やかになり、このことは、組織の改善された長期的安定性、すなわち、高い温度における改善された長期的安定性へと導かれる。

【0012】

【実施例】本発明の実施例を添付の図面の参照の下に以下に更に詳細に説明する。図1は、本発明による合金Cの示差熱分析(DTA)によって測定された熱共鳴(Warmetoenuung)W[相対的単位]と温度T[°C]との相関関係を示す図である。

【0013】図2は、従来技術による合金Iについて第1図に対応して測定されたグラフである。図3は、本発明による合金Hについて図1および図2に対応して測定されたグラフである。

【0014】以下に重量%で示された組成を有する合金を真空誘導炉中で溶融した。

合金	A	B	C	D	E	F	G	H	I
Ni	<-----基材----->								
Cr	12.0	12.0	12.0	12.0	12.0	12.5	12.5	12.0	12.4
Co	<-----				9.0	----->			
Mo	-	-	-	-	-	1.85	1.85	-	1.87
W	9.0	9.0	6.0	5.7	5.0	4.1	4.1	6.0	4.0
Al	3.5	3.7	4.2	4.0	5.0	3.4	3.4	4.1	3.4
Ti	3.0	2.0	2.0	1.9	1.5	3.8	3.8	3.3	3.9
Ta	5.0	5.8	6.8	6.5	5.0	4.1	4.1	5.0	4.1
Zr	<-----				0.02	----->			0.01
Hf	-	-	-	-	-	-	0.45	-	0.87
B	<-----				0.015	----->			0.013
C	<-----				0.07	----->		0.08	0.07 0.08

真空誘導炉中で溶融した後に、上記の合金から、それぞれ約14mmの直径およびそれぞれ250mmの長さを有する調整凝固された棒ならびに同様に約250mmの長さのガスタービンの中空の回転羽根を鑄造した。その際、すべての合金について下記の鑄造パラメーターに調整した：

引抜き速度： 8mm/min

鑄造温度： 1550°C

シエル温度： 1550°C

合金F、GおよびIは、比較用合金として使用され、そしてほぼニューヨーク市所在のインターナショナル・ニッケル社(The International Nickel Company, Inc. New

York)から型番IN792として販売されている合金と同様な、従来技術による合金に対応する。

【0015】合金AおよびFによる棒は、従来技術による合金において通例の熱処理工程にかけられた：1200-1250°C/4h(溶体化処理)+1080-1120°C/2-4h(析出硬化)+850°C/24h(析出硬化)。調整凝固された棒から46mmの全長および測定区間において5mmの直径を有する試料を調製した。これらの試料を950°Cの温度において応力を生ぜしめる予め規定された一定の力を負荷しそしてそれぞれの試料が破断するまでの時間を記録した。その際、下記の数値が確認された：

合金	温度[°C]	応力[MPa]	破壊までの時間[h]
A	950	250	153
A	950	225	243

A	950	200	636
F	950	250	83
F	950	225	126
F	950	200	204

上記のことから、本発明による組成Aによる合金からなる部材は、従来技術による合金からなる部材に比較して2～3倍も改善されたクリープ特性および従って対応するより高い寿命を示すことが看取される筈である。

【0016】合金CおよびGから同じプロセスパラメータを用いて約1400ないし1500℃において、2個の、冷却の目的で中空に形成された同じ寸法を有しそして調整凝固された、据置型ガスタービン用の回転羽根を製造した。合金Gから製造された回転羽根は、長手方向の粒子境界面に沿って割れを形成したことが確認された。これに反して、合金Cから製造された回転羽根の場合には、ケイ光を発する液体を用いる浸透試験のような、極めて敏感な試験方法を用いた場合においても、割れは見えなかった。従来技術による合金Gに比較して、合金Cは、従って、特におそらく冷却可能のガスタービン用回転羽根のような、中空に形成された、調整凝固された部材を製造する際に材料として使用することを可能にする鑄造性を示す。この場合、ニッケル系超合金の鑄造性を向上せしめるハフニウムを添加することなく、すぐれた鑄造性が達成されるということは、特別な利点である、すなわち、ハフニウムの添加は、一方ではニッケル系超合金の溶融温度を著しく低下させる。これによって、溶体化処理の間の γ' -相の溶解が困難になるかあるいは更に不可能になる。他方では、ハフニウムは、溶融物を受入れる型の殻と反応する傾向があり、そのことは、大型の部材の製造の際に悪影響を及ぼすことがある。

【0017】その他の鑄造実験をもって、合金Cのほか、ニッケルと共にその他の合金成分として少なくともクロム、コバルト、タングステン、アルミニウム、チタンおよびタンタルを含有するその他の析出硬化性ニッケル系超合金もまた、タンタルの含量が重量%で表してチタンの含量の少なくとも1.5倍である限りにおいてすぐれた鑄造性を示す。

【0018】すぐれた機械的性質を得るためには、鑄造性のほかに、なかならず、本発明によるニッケル系超合金の熱処理の際に実施された溶体化処理の工程において γ' -相が溶解されうる。その時のみ、付加的な工程として後に続く析出熱処理の際に、 γ -相の周囲に並立するマトリックス材料中への γ' -粒子の均一な分布が保証されうる。これに反して、 γ' -相が完全には溶解され得ない場合には、主として粗大に形成され、しかも γ -マトリックス中に不均一に分布された γ' -粒子が生ずる結果になる。このことは、一方ではクリープ強度に影響を及ぼしまた他方において腐食および酸化を促進する。

【0019】この度、示差熱分析によって、本発明によ

る合金においては、 γ' -相の溶解と分析された合金の試料の溶融との間に広い温度間隔が存在することが見出された。この温度間隔においては、一般に、 γ' -相の完全な、しかし少なくともほとんど完全な溶解が可能である。

【0020】このことは、例えば、図1から明らかである。この図においては、相を包含しない比較試料の熱共鳴は、ほぼ直線として経過する。これに反して、合金Cの熱共鳴は、約900ないし950℃以上の温度においては γ' -相の溶解が始まるので、これらの直線から吸熱的熱共鳴の方向にそれる。約1240℃の温度 T_g においては、 γ' -相は、完全に溶解し、そして合金Cの熱共鳴は、約1280℃の温度 T_i まで比較の試料の熱共鳴に再び一致する。再度の吸熱的熱共鳴のお蔭で、合金Cは、温度 T_i 以上で融解し始める。この融解過程は、加熱速度の僅かな上昇の際には、 γ' -相の完全な溶解後長時間経て初めて始まる。温度 T_g および T_i によって限定された温度範囲の比較的広い幅のゆえに、 γ' -相は、正確な温度の一定化が実現され得ない工業的熱処理工程においても、合金の局部的融解をもたらすという危険を冒すことなく、完全に溶解されうる。

【0021】合金A、B、DおよびEのような、本発明によるその他のニッケル系超合金もまた、相応する性状を示す。これらの合金は、約1200℃と1300℃との間で、溶体化処理のような熱処理工程が、合金の融解が始まることなく実施されうる温度範囲を示す。

【0022】これらのすべてのニッケル系超合金は、重量%で表されたそれらのタンタル含量がそれらのチタン含量を数倍超えているということによって卓越している。タンタルの重量割合とチタンの重量割合が互いに匹敵しうる程度になると直ちに、上記の温度範囲が得られ、そして当該のニッケル系超合金の融解なしに、 γ' -相の完全な溶解は、不可能である。このことは、図2による約1.05の T_a/T_i 重量比を有する従来技術に属するニッケル系超合金IのDTA-図表から明らかである。この合金の場合には、融解を開始する温度 T_i は、 γ' -相の溶解が終了する温度より低い。それ故、この合金の場合には、 γ' -相の完全な溶解は不可能であり、そして析出硬化の際に単に粗大に形成されかつ不均一に分布された γ' -粒子が得られる結果になる。合金Fに従えば、この合金から調整凝固された部材としては、本発明による合金に比較してより劣った鑄造性と伴って2ないし3倍も低いクリープ寿命を示すことが明らかである。

【0023】重量%で表されたタンタルの含量がチタンの含量の1.5倍に達するニッケル系超合金の場合に

は、融解の前に全 γ' -相がほとんど溶解される。図3に示された合金HのDTA-図表から明らかなように、このことは、約1.5のTa/Ti比の場合には、同等のニッケル系超合金は、完全な溶解をもたらす温度範囲をもはや示さないが、しかし熱共鳴は、融解の始まる前および γ' -相のほとんど完全な溶解後に、比較試料の基準線に著しく接近する。

【0024】チタンは、 γ' -相の一定の強度の改善に寄与するので、チタンの含量は、少なくとも0.8重量%とすべきである。それによってタンタルの含量は、重量%で表してチタンの含量の多くとも10倍とすべきである。

【0025】ガスタービンの回転羽根のような調整凝固された部材の製造に特に適しているものは、ニッケルのほかに重量%において次の組成：

クロム	11.0~15.0
コバルト	2.0~11.0
タングステン	3.5~10.0
アルミニウム	3.0~5.5
チタン	3.5まで
タンタル	4.0~9.0
モリブデン	0~3
ジルコニウム	0~0.05
ホウ素	0~0.05
および炭素	0.01~0.15

を有し、その際Ta/Ti \geq 1.5であるニッケル系超合金である。

【0026】タングステンの含量を少なくとも5重量%まで高めることによって、 γ' -相の粒子の粗大化に対する安定性そして従って本発明によるニッケル系超合金の長期的耐ひずみ性ならびにクリープ強度が更に改善される。好ましい合金は、従って、ニッケルのほかに重量%において次の成分を含有すべきである：

クロム	11.5~14.0
コバルト	3.0~11.0
タングステン	5.0~9.5
アルミニウム	3.0~5.0
チタン	3.5まで
タンタル	4.0~8.0
モリブデン	0~2
ジルコニウム	0~0.05
ホウ素	0~0.05
炭素	0.01~0.15

ここでTa/Ti \geq 1.5。

【0027】Niを基礎にして次の組成：

クロム	11.5~14.0
コバルト	3.0~11.0
タングステン	7.5~9.6
アルミニウム	3.1~4.0
チタン	2.2~3.3

タンタル	4.4~5.8
モリブデン	0~2
ジルコニウム	0~0.05
ホウ素	0~0.05
炭素	0.01~0.15

ここでTa/Ti \geq 1.5、ならびに特に、Niを基礎にして次の組成：

クロム	11.8~12.5
コバルト	5.0~10.0
タングステン	8.5~9.5
アルミニウム	3.3~3.7
チタン	2.7~3.2
タンタル	4.8~5.3
モリブデン	0~2
ジルコニウム	0~0.03
ホウ素	0.005~0.03
炭素	0.02~0.10

を有する本発明によるニッケル系超合金は、特にすぐれたクリープ強度を示す。

【0028】基礎金属としてのニッケルのほかに重量%において以下に記載された組成：

クロム	11.5~14.0
コバルト	3.0~11.0
タングステン	5.0~7.0
アルミニウム	3.6~4.8
チタン	1.4~2.4
タンタル	5.6~7.3
モリブデン	0~2
ジルコニウム	0~0.05
ホウ素	0~0.05
炭素	0.01~0.15

そして更に

クロム	11.8~13.0
コバルト	5.0~10.0
タングステン	5.5~6.3
アルミニウム	3.9~4.4
チタン	1.7~2.2
タンタル	6.4~7.0
モリブデン	0~2
ジルコニウム	0~0.03
ホウ素	0.005~0.03
炭素	0.02~0.10

を有する本発明によるニッケル系超合金は、すぐれたクリープ強度およびすぐれた铸造性を示す。

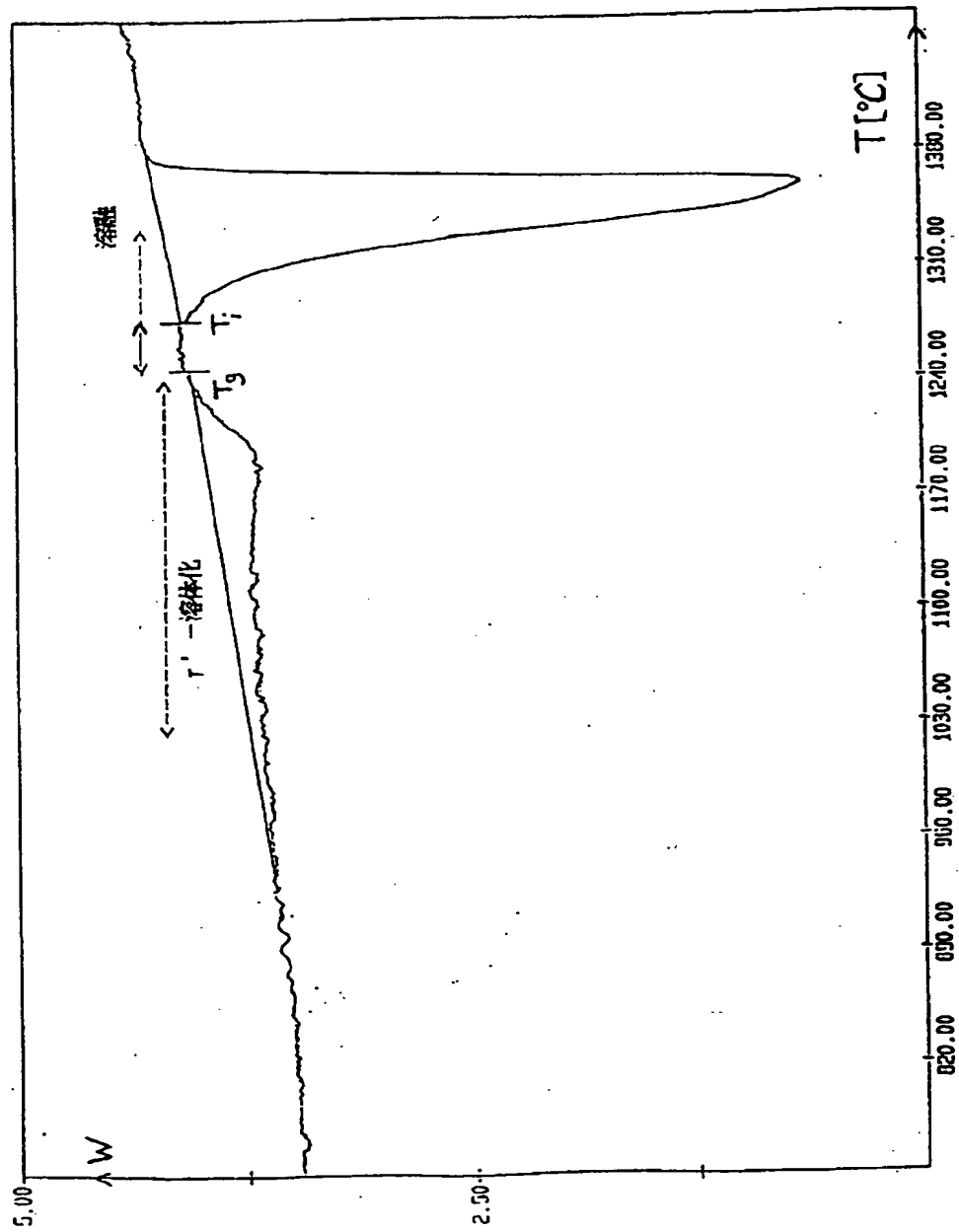
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明による合金Cの示差分析(DTA)によって測定された熱共鳴W〔相対的単位〕と温度T〔℃〕との相関関係を示すグラフである。

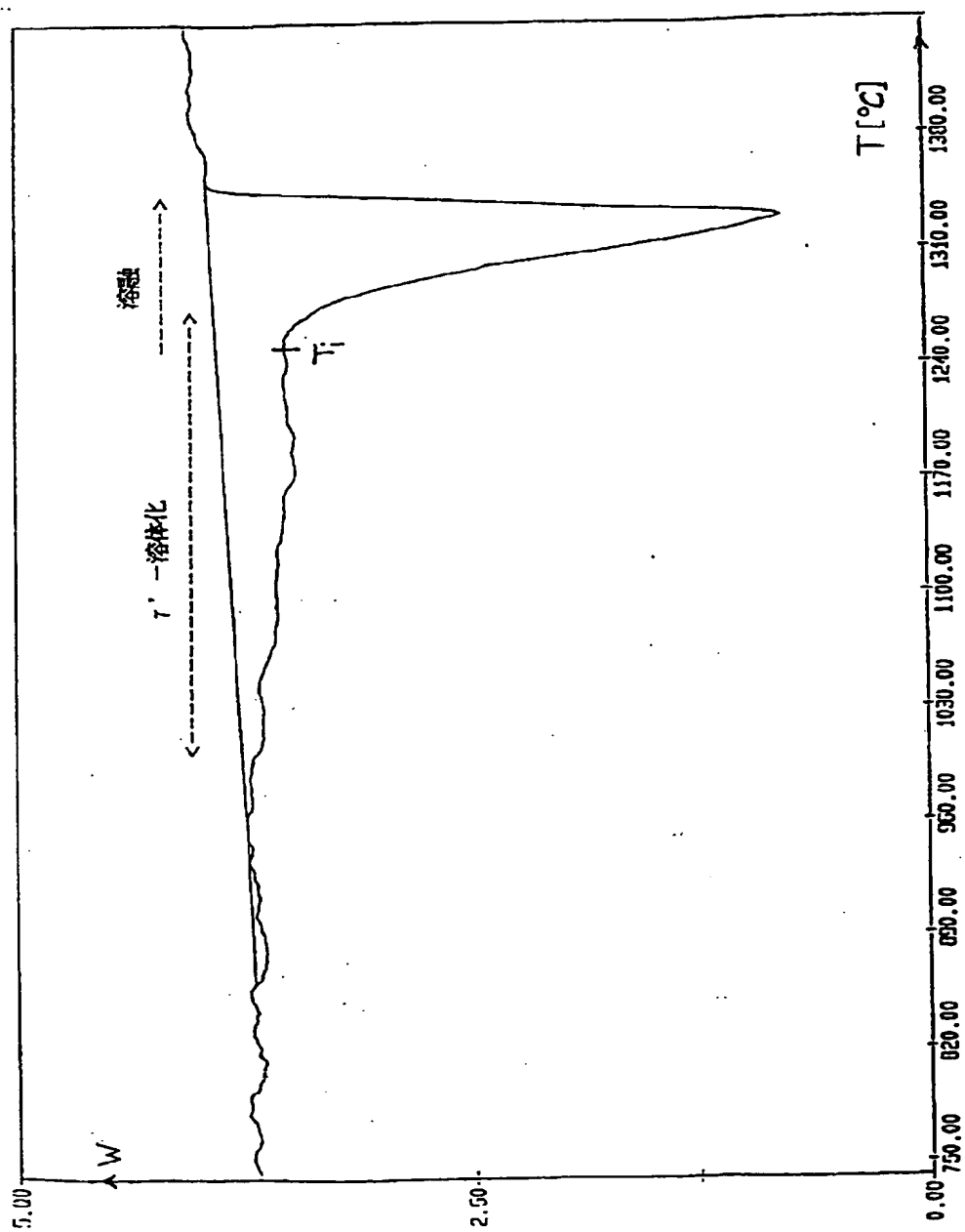
【図2】従来技術による合金Iについて図1に対応して作成されたグラフである。

【図3】本発明による合金Hについて図1および図2に 対応して作成されたグラフである。

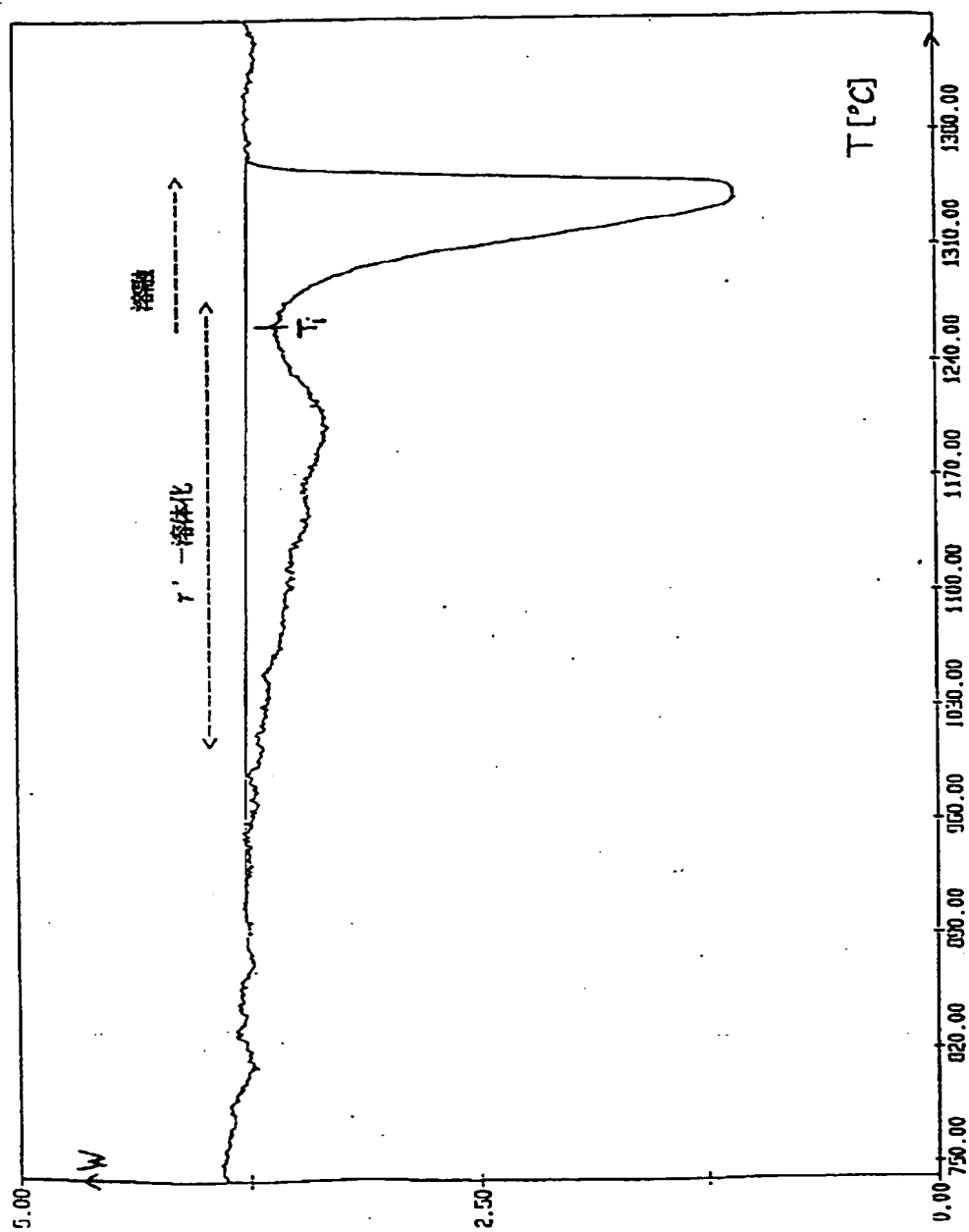
【図1】



【図2】



【図3】



【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成13年4月3日(2001.4.3)

【公開番号】特開平6-184685

【公開日】平成6年7月5日(1994.7.5)

【年通号数】公開特許公報6-1847

【出願番号】特願平5-179112

【国際特許分類第7版】

C22C 19/05

F01D 5/28

// C22F 1/10

【FI】

C22C 19/05 C

F01D 5/28

C22F 1/10 H

【手続補正書】

【提出日】平成12年7月19日(2000.7.19)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0004

【補正方法】変更

【補正内容】

【0004】米国特許第3,619,182号および同第4,957,703号に記載されそして同様にガスタービンの回転羽根用の材料として使用されるニッケル系超合金は、クロム含量が比較的低いゆえに、約850℃までの温度においてこの回転羽根用材料を使用することを可能にする耐クリープ性を示す。クロム含量を約10重量%以下に更に減少させることによって耐熱性を更に高めることは、腐食性の媒質中において使用する場合には不可能である。何故ならば、保護の酸化クロム被覆層を形成するための十分なクロム蓄積が存在しなければならないからである。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0009

【補正方法】変更

【補正内容】

【0009】

【課題を解決しようとする手段】本発明によるニッケル系超合金のこれらの予期し得ない有利な効果は、おそらくチタン含量の減少およびタンタル含量の増加によって合金組織の特にすぐれた安定性が現れるということに起因する。これはまた、溶体化処理の間に周囲の γ -マトリックス中の γ' -析出物が完全に溶解できるという結果をもたらす。この完全に溶解するという可能性は、驚くべきことには、タンタル対チタンの重量比が1.5とい

う値を超えると直ちに現れる。タンタルの含量ならびに場合によってはタングステンの含量もまた増加することによって、組織安定性およびクリープ強度が更に改善される。しかしながら、チタン含量を比較的低くすることによって、脆いNi₃Tiを含有するエータ相の出現もまたおよそ回避される。それによって長手方向の粒子境界面(Laengskorngrenzen)に沿ったひび割れの生成への核の出現が避けられ、そのことは鑄造性を実質的に改善する。

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0011

【補正方法】変更

【補正内容】

【0011】従来技術による合金は、マトリックス格子の格子定数 a と上記マトリックス中に含有された γ' -析出物の格子定数との間の高い正の嵌合欠損(Fehlpassung) $\delta a = (a' - a) / a$ を示す。これは、 γ' -相の格子を拡げるチタンおよびタンタルの比較的高い含量の結果であり、そしてまた γ -マトリックスの格子を拡げるタングステンの比較的低い含量の結果である。チタンの含量の減少によって、高い嵌合欠損 δa が著しく低下する。これによって、本発明による合金にとって、2つの全く本質的な利点が得られる。すなわち、一方では本発明による合金の調整凝固の際にひび割れする傾向をそれによって減少せしめ延性が向上する。何故ならば、誘導された応力が塑性変形によって減少されうるからである。他方において、僅かな嵌合欠損において γ' -析出物の拡大運動が緩やかになり、このことは、組織の改善された長期的安定性、すなわち、高い温度における改善された長期堅牢性へと導かれる。

【手続補正4】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0018

【補正方法】変更

【補正内容】

【0018】すぐれた機械的性質を得るためには、鑄造性のほかに、なかなずく、本発明によるニッケル系超合金の熱処理が特に重要である。その熱処理の際に実施された溶体化処理の工程において γ' -相が初めて溶解されうる。その時のみ、付加的な工程として後に続く析出熱処理の際に、 γ -相の周囲に並立するマトリックス材料中への γ' -粒子の均一な分布が保証されうる。これに反して、 γ' -相が完全には溶解され得ない場合には、主として粗大に形成され、しかも γ -マトリックス中に不均一に分布された γ' -粒子が生ずる結果になる。このこと

は、一方ではクリープ強度に影響を及ぼした他方において腐食および酸化を促進する。

【手続補正5】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0021

【補正方法】変更

【補正内容】

【0021】合金A、B、DおよびEのような、本発明によるその他のニッケル系超合金もまた、相応する性状を示す。これらの合金は、約1200℃と1300℃との間に、合金の融解が始まることなく溶体化処理のような熱処理工程を実施できる約30～50℃の温度域を有する。